

MANUFACTURE OF 50KG STEEL MATERIAL FOR STRESS RELIEVING ANNEALING

Publication number: JP59232234 (A)  
Publication date: 1984-12-27  
Inventor(s): IMAI SHIROU; NAKAJIMA KATSUYUKI; KAWASHIMA SAKIKA; KONNO TAKAHARU  
Applicant(s): NIPPON STEEL CORP  
Classification:  
- International: C21D8/02; C21D8/00; C21D9/52; C22C38/00; C22C38/14; C21D8/02; C21D8/00; C21D9/52; C22C38/00; C22C38/14; (IPC1-7): C21D8/02; C21D9/52  
- European: C21D8/00  
Application number: JP19830104958 19830614  
Priority number(s): JP19830104958 19830614

Also published as:

JP63046131 (B)

Abstract of JP 59232234 (A)

PURPOSE:To obtain a steel material which is hardly softened by SR treatment by hot rolling a steel contg. specified amounts of C, Si, Mn and acid-sol Al and having specified relation between the C and Mn contents and by subjecting the resulting steel material to controlled cooling from the Ar3 point or above to a specified temp. at a specified cooling rate. CONSTITUTION:The composition of a steel is composed of, by weight, 0.03- 0.3% C, &lt;0.6% Si, 0.2-2% Mn, 0.005-0.1% acid-sol Al and the balance Fe with inevitable impurities, and the C and Mn contents are allowed to satisfy relation represented by the equation. The steel is hot rolled and subjected to controlled cooling from the Ar3 point or above to &lt;500-250 deg.C at 3-30 deg.C/sec cooling rate.

$$\frac{Mn}{C} \geq \frac{0.26}{0.11}$$

Data supplied from the esp@cenet database — Worldwide

## ⑫ 公開特許公報 (A)

昭59—232234

⑤ Int. Cl.<sup>3</sup> 識別記号 庁内整理番号  
 C 21 D 9/52 1 0 2 7371—4K  
 // C 21 D 8/02 7047—4K

④ 公開 昭和59年(1984)12月27日

発明の数 4  
 審査請求 未請求

(全 6 頁)

## ⑤ 応力除去焼鈍用50キロ鋼材の製造方法

② 特 願 昭58—104958

② 出 願 昭58(1983)6月14日

⑦ 発 明 者 今井嗣郎

大分市大字西ノ洲1新日本製鉄  
 株式会社大分製鉄所内

⑦ 発 明 者 中島勝之

大分市大字西ノ洲1新日本製鉄  
 株式会社大分製鉄所内

⑦ 発 明 者 川島善樹果

大分市大字西ノ洲1新日本製鉄  
 株式会社大分製鉄所内

⑦ 発 明 者 今野敬治

大分市大字西ノ洲1新日本製鉄  
 株式会社大分製鉄所内

⑦ 出 願 人 新日本製鉄株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6  
 番3号

⑦ 代 理 人 弁理士 茶野木立夫

## 明 細 書

## 1. 発明の名称

応力除去焼鈍用50キロ鋼材の製造方法

## 2. 特許請求の範囲

1. C 0.03～0.30%, Si 0.6%以下、Mn 0.2～2.0%, Sol. Al 0.005～0.10%を基本組成とし、残部はFe及び不可避免の不純物からなり、しかも  $C + \frac{Mn}{9.11} \geq 0.26\%$  を満足する鋼を熱間圧延終了後  $A_{r3}$  点以上の温度から、500℃未満250℃以上の温度まで、3～30℃/secの冷却速度で制御冷却することを特徴とする応力除去焼鈍用50キロ鋼材の製造法。

2. C 0.03～0.30%, Si 0.6%以下、Mn 0.2～2.0%, Sol. Al 0.005～0.10%, Nb 0.003～0.10%を基本組成とし、残部はFe及び不可避免の不純物からなり、しかも  $C + \frac{Mn}{9.11} \geq 0.20\%$  を満足する鋼を、熱間圧延終了後  $A_{r3}$  点以上の温度から、500℃未満250℃以上の温度まで、3～30℃/secの冷却速

度で制御冷却することを特徴とする応力除去焼鈍用50キロ鋼材の製造法。

3. C 0.03～0.30%, Si 0.6%以下、Mn 0.2～2.0%, Sol. Al 0.005～0.10%, V 0.02～0.06%を基本組成とし、残部はFe及び不可避免の不純物からなり、しかも  $C + \frac{Mn}{9.11} \geq 0.24\%$  を満足する鋼を、熱間圧延終了後  $A_{r3}$  点以上の温度から、500℃未満250℃以上の温度まで、3～30℃/secの冷却速度で制御冷却することを特徴とする応力除去焼鈍用50キロ鋼材の製造法。

4. C 0.03～0.30%, Si 0.6%以下、Mn 0.2～2.0%, Sol. Al 0.005～0.10%, Ti 0.005～0.10%を基本組成とし、残部はFe及び不可避免の不純物からなり、しかも  $C + \frac{Mn}{9.11} \geq 0.25\%$  を満足する鋼を、熱間圧延終了後  $A_{r3}$  点以上の温度から、500℃未満250℃以上の温度まで、3～30℃/secの冷却速度で制御冷却することを特徴とする応力除去焼鈍用50キロ鋼材の製造法。

5. Nb, V, Ti の 2 種以上を添加し、かつ

$$C + \frac{Mn}{9.11} \geq 0.17\%$$

第 1 項記載の応力除去焼鈍用 50 キロ鋼材の製造法。

### 3. 発明の詳細な説明

本発明は、厚板圧延後の制御冷却により溶接性の良好な厚鋼板を製造するにあたり、応力除去焼なまし処理（SR 処理）に際しての軟化の小さい鋼材の製造方法に関するものである。

近年制御冷却法の進歩は目覚ましく、鉄鋼製造の分野に積極的に採り入れられつつある。そしてその品質は高強度、高靱性、高溶接性の鋼材として優れた成績を示している。

制御冷却法で製造した鋼材は溶接構造物用鋼として広く利用され、特に耐溶接割れ性、耐溶接硬化性が優れているために、海洋構造物用鋼などへの適用が検討されている。しかしこれらの鋼材は、応力除去焼なまし処理（以下 SR 処理と呼ぶ）を実施することが多いために、SR 処理後の強度を確保することも重大な課題であ

満足する鋼を、熱間圧延終了後  $A_{r3}$  点以上の温度から、500℃未満250℃以上の温度まで3～30℃/secの冷却速度で制御冷却することを特徴とするSR特性の優れた連鋳性50キロ鋼の製造法にある。

以下本発明について詳述する。

第2図は板厚30mmのNb-Ti鋼を、600℃でSR処理した場合のSR処理前後の引張強さと制御冷却停止温度との関係を示したものである。第2図から明らかなように、制御冷却（15℃/sec）のままに比べSR処理によつて引張強さが大きく低下している。又、SR処理後の引張強さは、冷却停止温度が500℃未満ではほぼ一定であり、冷却停止温度を500℃未満とすることにより、SR処理後の強度を維持することが可能である。第3図は制御冷却材の鋼板UST欠陥に及ぼす冷却停止温度の影響を示すが、第3図から明らかなように、加速冷却停止温度を250℃以上とすることにより、鋼板UST欠陥の発生を防止することが可能で

る。

SR処理後の強度は、母材の炭素当量に大きく影響されることが知られており、制御冷却材は炭素当量を低くして製造することを主目的としているために、SR処理による強度低下が著しい。又、SR処理後の強度は、 $C_{eq}$ を同じにしても、合金添加の有無によつて大きく左右されることが知られている。一方制御冷却法で製造した鋼材は、鋼板内の水素が抜けにくいために、鋼板UST検査時に水素性のUST欠陥が生じ易いことが知られている。

本発明は上記の点に鑑み、種々検討の結果なされたもので、高強度、高靱性、高溶接性の材質特性を維持しつつかつSR処理による軟化の小さい鋼材を得ることを目的としたもので、その特徴とするところは、

1. C 0.03～0.30%, Si 0.6%以下、Mn 0.2～2.0%, Sol. Al 0.005～0.10%を基本組成とし、残部はFe及び不可避免的不純物からなり、しかも  $C + \frac{Mn}{9.11} \geq 0.26\%$  を

ある。

以上第2図、第3図に示したようにSR処理後の引張強さを高めるには、冷却停止温度を500℃未満とすることが必要であり、又鋼板UST欠陥の発生を抑えるためには、加速冷却停止温度を250℃以上とすることが必要である。

従つて本発明は加速冷却停止温度を500℃未満かつ250℃以上としたのである。冷却速度範囲の下限を3℃/secとしたのは、有効な強度上昇を得るのに必要なためである。一方、上限を30℃/secとしたのは本発明の実験範囲がこの範囲であるためであり、もつと大きくしてもいつこうに差し支えない。

第4図は加速冷却停止温度を500℃未満、かつ250℃以上とした場合の制御冷却材（30mm t, 15℃/sec）のSR後の引張強さに及ぼす成分の影響を示す。これは加速冷却停止温度を250℃以上500℃未満の制御冷却材について種々検討した結果、SR後の引張強さが（C

$+ \frac{Mn}{9.11}$  ) と強い相関を示すことを発見し、種々の成分系の鋼の S R 後の引張強さと  $(C + \frac{Mn}{9.11})$  の関係を示したものである。各成分系とも  $(C + \frac{Mn}{9.11})$  と強い相関があり、S R 処理後に  $50 \text{ kg/mm}^2$  以上の引張強さを確保するには、 $(C + \frac{Mn}{9.11})$  を Si - Mn 鋼で 0.26% 以上、Ti 添加鋼で 0.25%、V 添加鋼で 0.24% 以上とすることが必要なことがわかる。さらに Nb 添加鋼では、非常に大きな効果を示し、 $(C + \frac{Mn}{9.11})$  で 0.20% 以上あれば  $50 \text{ kg/mm}^2$  以上の S R 処理後の引張強さを確保することが可能である。

Nb, V, Ti の 2 種以上を複合添加する場合は、それぞれを単独添加した時の効果の和として現われる。又さらに、Cr, Mo, W などを添加すればより高い S R 強度を期待出来る。

第 5 図は  $(C + \frac{Mn}{9.11})$  を 0.27% と一定とした場合の S R 処理後の引張強さについて、Si - Mn 鋼からの強度上昇代と Ti, V, Nb などの析出元素添加量との関係を示す。Ti, V 添加に比べ Nb 添加による S R 後の引張強さの上昇

が著しいことがわかる。

以上第 4 図、第 5 図に示したように、本発明は熱間圧延後  $A_{r3}$  点以上の温度から  $500^\circ\text{C}$  未満  $250^\circ\text{C}$  以上の温度まで、 $3 \sim 30^\circ\text{C/sec}$  の冷却速度で加速制御冷却することを前提とし Nb 鋼で  $C \ 0.03 \sim 0.30\%$ 、 $Si \ 0.6\%$  以下、 $Mn \ 0.2 \sim 2.0\%$ 、 $Sol. \ Al \ 0.005 \sim 0.10\%$ 、 $Nb \ 0.003 \sim 0.10\%$  を基本成分とし、残部は Fe 及び不可避的不純物からなり、かつ  $C + \frac{Mn}{9.11} \geq 0.20\%$  を満足する成分とし、Ti 鋼で  $C \ 0.03 \sim 0.30\%$ 、 $Si \ 0.6\%$  以下、 $Mn \ 0.2 \sim 2.0\%$ 、 $Sol. \ Al \ 0.005 \sim 0.10\%$ 、 $Ti \ 0.005 \sim 0.10\%$  を基本成分とし、残部は Fe 及び不可避的不純物からなり、かつ  $C + \frac{Mn}{9.11} \geq 0.25\%$  を満足する成分とし、V 鋼で  $C \ 0.03 \sim 0.30\%$ 、 $Si \ 0.6\%$  以下、 $Mn \ 0.2 \sim 2.0\%$ 、 $Sol. \ Al \ 0.005 \sim 0.10\%$ 、 $V \ 0.02 \sim 0.06\%$  を基本成分とし、残部は Fe 及び不可避的不純物からなり、かつ  $C + \frac{Mn}{9.11} \geq 0.24\%$  を満足する成分とし、Si - Mn 鋼で  $C \ 0.03 \sim 0.30\%$ 、 $Si \ 0.6\%$  以下、

$Mn \ 0.2 \sim 2.0\%$ 、 $Sol. \ Al \ 0.005 \sim 0.10\%$ 、を基本成分とし、残部は Fe 及び不可避的不純物からなり、かつ  $C + \frac{Mn}{9.11} \geq 0.26\%$  を満足する成分とし、Nb, V, Ti の 2 種以上を複合添加し、 $C \ 0.03 \sim 0.30\%$ 、 $Si \ 0.6\%$  以下、 $Mn \ 0.2 \sim 2.0\%$ 、 $Sol. \ Al \ 0.005 \sim 0.10\%$  を基本成分とし、かつ  $C + \frac{Mn}{9.11} \geq 0.17\%$  を満足する成分とした。第 1 図に  $C$  (%) と  $Mn$  (%) の関係を図示し、本発明の範囲を明確にした。

本発明で既述した他の各成分を限定する理由を表 1 に示す。

表 1

元素		%	限 定 理 由
C		$\geq 0.03$	強度確保
		$\leq 0.30$	溶接性
Si		$\leq 0.6$	溶接性
Mn		$\geq 0.2$	強度確保
		$\leq 2.0$	溶 渉 性
Sol Al		$\geq 0.005$	脱酸剤
		$\leq 0.10$	経 済 性
Nb		$\geq 0.003$	S R 後の強度確保
		$\leq 0.10$	溶 接 性
V		$\geq 0.02$	S R 後の強度確保
		$\leq 0.06$	溶 接 性
Ti		$\geq 0.005$	S R 後の強度確保
		$\leq 0.10$	経 済 性
複 合 添 加	Nb	$\geq 0.003$	S R 後の強度確保
		$\leq 0.10$	溶 接 性
	V	$\geq 0.02$	S R 後の強度確保
		$\leq 0.06$	溶 接 性
	Ti	$\geq 0.005$	S R 後の強度確保
		$\leq 0.10$	経 済 性

## 実施例

表 2 - 1 , 2 - 2 に実施例を示す。発明例は  
 № 3 , 5 , 6 , 8 , 12 , 13 , 16 , 18 , 21 , 23 ,  
 25 , 27 , 29 , 30 , 33 , 34 , 36 であり、 $50 \text{ kg/mm}^2$   
 以上の S R 後の強度を確保し、かつ鋼板 U S T  
 の結果も良好である。比較例は、№ 1 , 2 , 4 ,  
 7 , 9 , 10 , 11 , 14 , 15 , 17 , 19 , 20 , 22 , 24 ,  
 26 , 28 , 31 , 32 , 35 , 37 , 38 である。

№ 1 , 2 , 4 , 10 , 11 , 15 , 17 , 19 , 22 , 24 ,  
 26 , 32 , 35 , 37 は S R 後の引張強さが  $50 \text{ kg/mm}^2$   
 以下である。このうち № 1 , 2 , 10 , 17 , 22 ,  
 35 は  $(C + \frac{Mn}{9.11})$  が本発明の範囲を満足してい  
 ないためである。又、№ 4 , 11 , 26 , 32 は制御  
 冷却を行っていないためであり、№ 15 , 19 , 24 ,  
 37 は制御冷却停止温度が  $500^\circ\text{C}$  未満となつて  
 いないためである。

一方、№ 2 , 7 , 9 , 14 , 20 , 28 , 31 , 35 ,  
 38 は鋼板 U S T の結果が不良であるが、これは  
 制御冷却停止温度が  $250^\circ\text{C}$  よりも低いためで  
 ある。

表 2 - 1

◎：本発明例

№	$C + \frac{Mn}{9.11}$ (%)	Ti (%)	V (%)	Nb (%)	冷 速 ( $^\circ\text{C/sec}$ )	冷却停止 温度 ( $^\circ\text{C}$ )	S R 後 T S ( $\text{kg/mm}^2$ )	鋼板 U S T の 合 否	総合判定	総合判定で× となつた理由
1	0.230	—	—	—	15	400	45.7	○	×	強度
2	0.254	—	—	—	15	200	48.1	×	×	強度, U S T
3	0.260	—	—	—	25	300	50.0	○	◎	
4	0.260	—	—	—	空冷	空冷	48.9	○	×	強度
5	0.276	—	—	—	30	450	51.8	○	◎	
6	0.277	—	—	—	5	400	51.6	○	◎	
7	0.279	—	—	—	15	150	52.2	×	×	U S T
8	0.291	—	—	—	5	450	53.7	○	◎	
9	0.302	—	—	—	5	200	54.6	×	×	U S T
10	0.246	.012	—	—	25	350	48.7	○	×	強度
11	0.255	.015	—	—	空冷	空冷	48.6	○	×	強度
12	0.255	.015	—	—	15	400	50.5	○	◎	
13	0.265	.009	—	—	15	450	52.0	○	◎	
14	0.265	.009	—	—	5	200	51.8	×	×	U S T
15	0.265	.009	—	—	15	600	49.8	○	×	強度
16	0.274	.017	—	—	5	350	53.0	○	◎	
17	0.236	—	.051	—	30	300	49.1	○	×	強度
18	0.250	—	.036	—	25	400	52.4	○	◎	
19	0.250	—	.036	—	15	600	49.7	○	×	強度
20	0.274	—	.042	—	5	200	54.9	×	×	U S T



表 2 - 2

◎：本発明例

№	$C + \frac{Mn}{9.11}$ (%)	Ti (%)	V (%)	Nb (%)	冷速 (℃/sec)	冷却停止 温度(℃)	SR後TS (kg/mm <sup>2</sup> )	鋼板UST の合否	総合判定	総合判定で× となつた理由
21	0.283	—	.038	—	5	300	55.8	○	◎	
22	0.193	—	—	.016	15	200	49.2	×	×	UST, 強度
23	0.214	—	—	.005	15	400	51.4	○	◎	
24	0.214	—	—	.005	30	650	48.1	○	×	強度
25	0.223	—	—	.007	5	300	53.9	○	◎	
26	0.223	—	—	.007	空冷	空冷	49.5	○	×	強度
27	0.248	—	—	.010	10	450	55.8	○	◎	
28	0.260	—	—	.025	5	200	58.4	×	×	UST
29	0.274	—	—	.004	15	300	58.9	○	◎	
30	0.195	.013	—	.018	25	400	50.5	○	◎	
31	0.212	.022	—	.015	15	150	52.5	×	×	UST
32	.183	—	.044	.021	空冷	空冷	47.1	○	×	強度
33	.183	—	.044	.021	15	300	50.2	○	◎	
34	.220	—	.035	.006	15	450	55.1	○	◎	
35	.165	.008	.040	.013	25	200	49.4	×	×	強度, UST
36	.178	.013	.049	.020	15	350	51.0	○	◎	
37	.178	.013	.049	.020	25	600	48.6	○	×	強度
38	.195	.020	.032	.005	5	200	53.2	×	×	UST

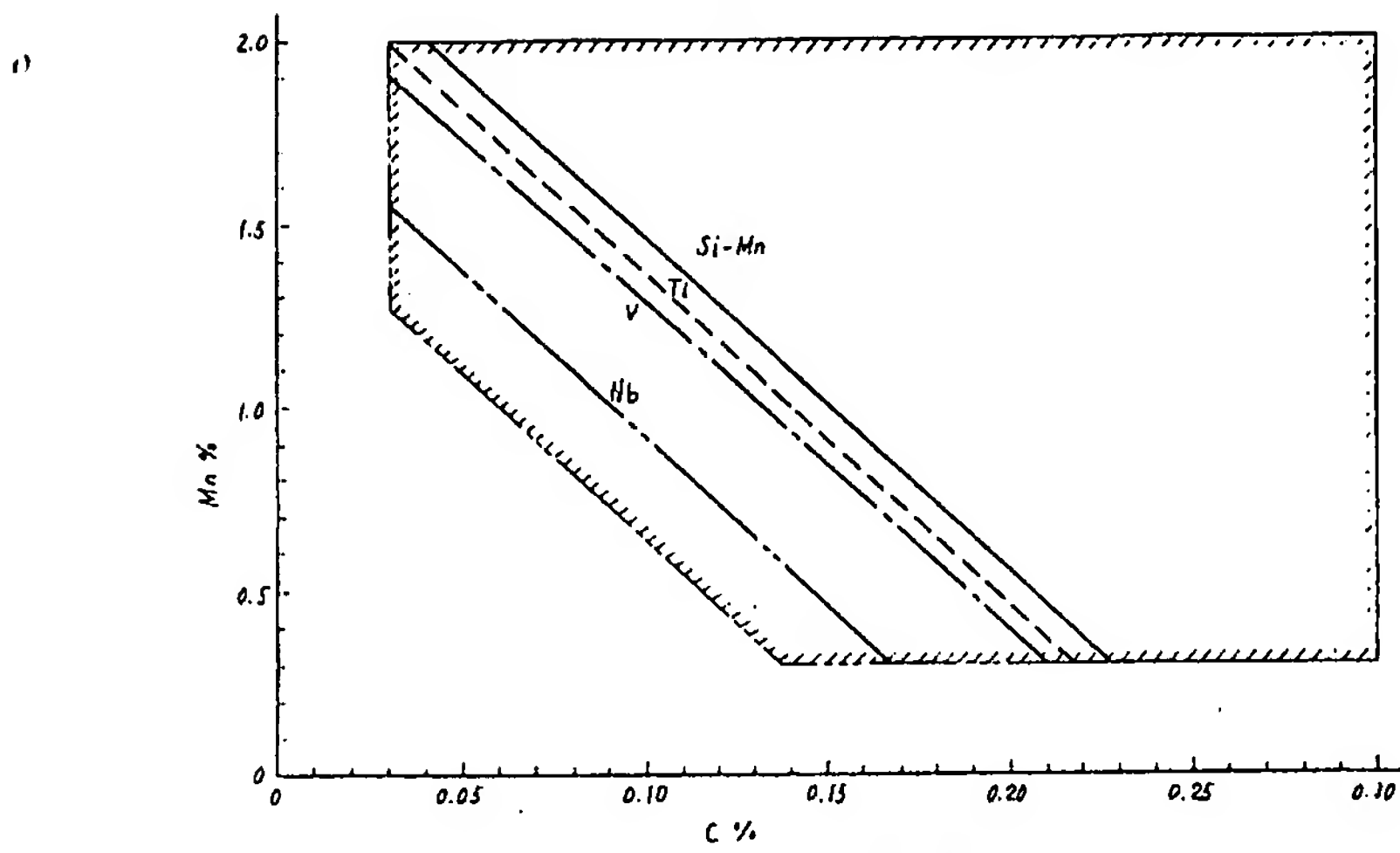
以上詳述した如く、本発明は溶接性の良好な厚鋼板を製造するにあたり  $(C + \frac{Mn}{9.11})$  がある臨界値以上を満足する鋼を熱間圧延終了後、 $A_{r3}$  点以上の温度から 500℃ 未満 250℃ 以上の温度まで 3 ~ 30℃/sec の冷却速度で制御冷却することを特徴とし、SR 処理後の引張強さを高めることを可能とし、産業界における SR 処理による軟化が小さく、かつ溶接性の優れた鋼材の供給を可能とするものである。

#### 4. 図面の簡単な説明

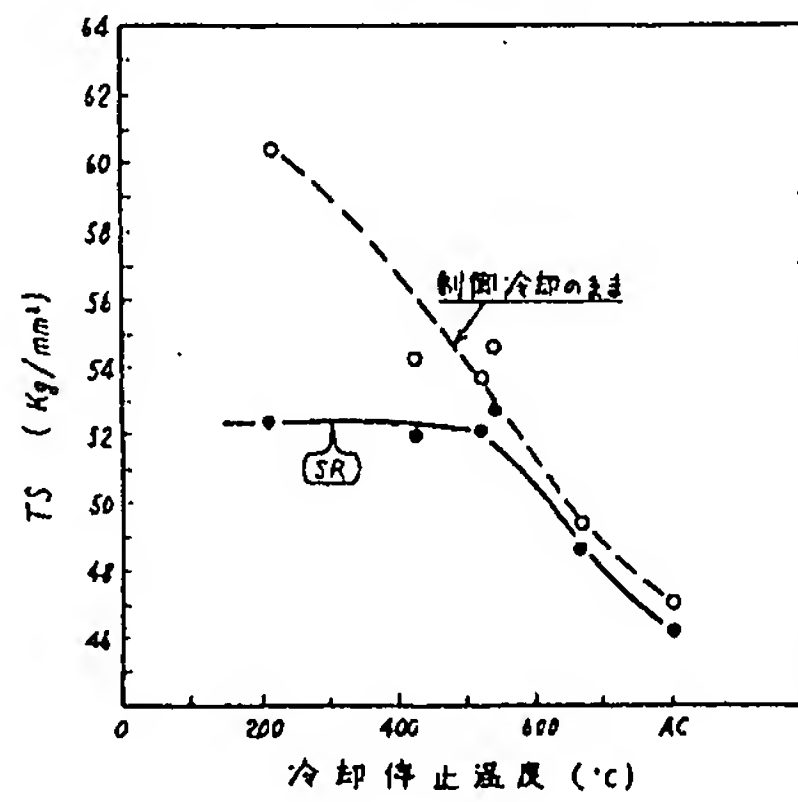
第 1 図は本発明の C と Mn の図表、第 2 図は母材 SR 強度に及ぼす冷却条件の影響の図表、第 3 図は鋼板 UST 欠陥に及ぼす冷却停止温度の影響の図表、第 4 図は SR 後 TS に及ぼす成分の影響の図表、第 5 図は Si - Mn 鋼からの SR 強度上昇代に及ぼす析出元素添加量の影響の図表である。

代理人 弁理士 茶野木立夫

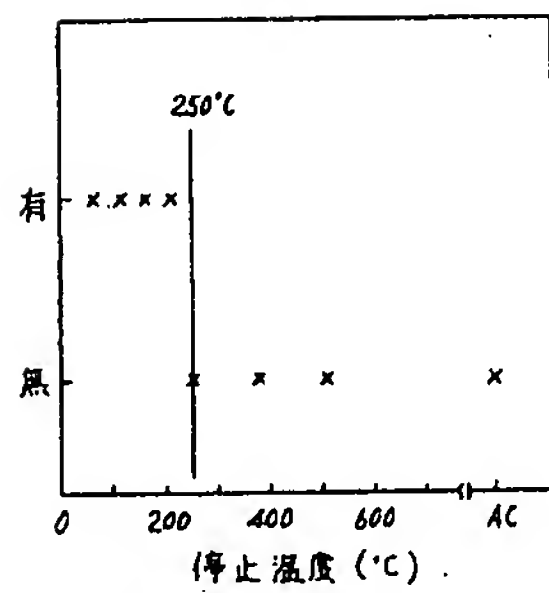




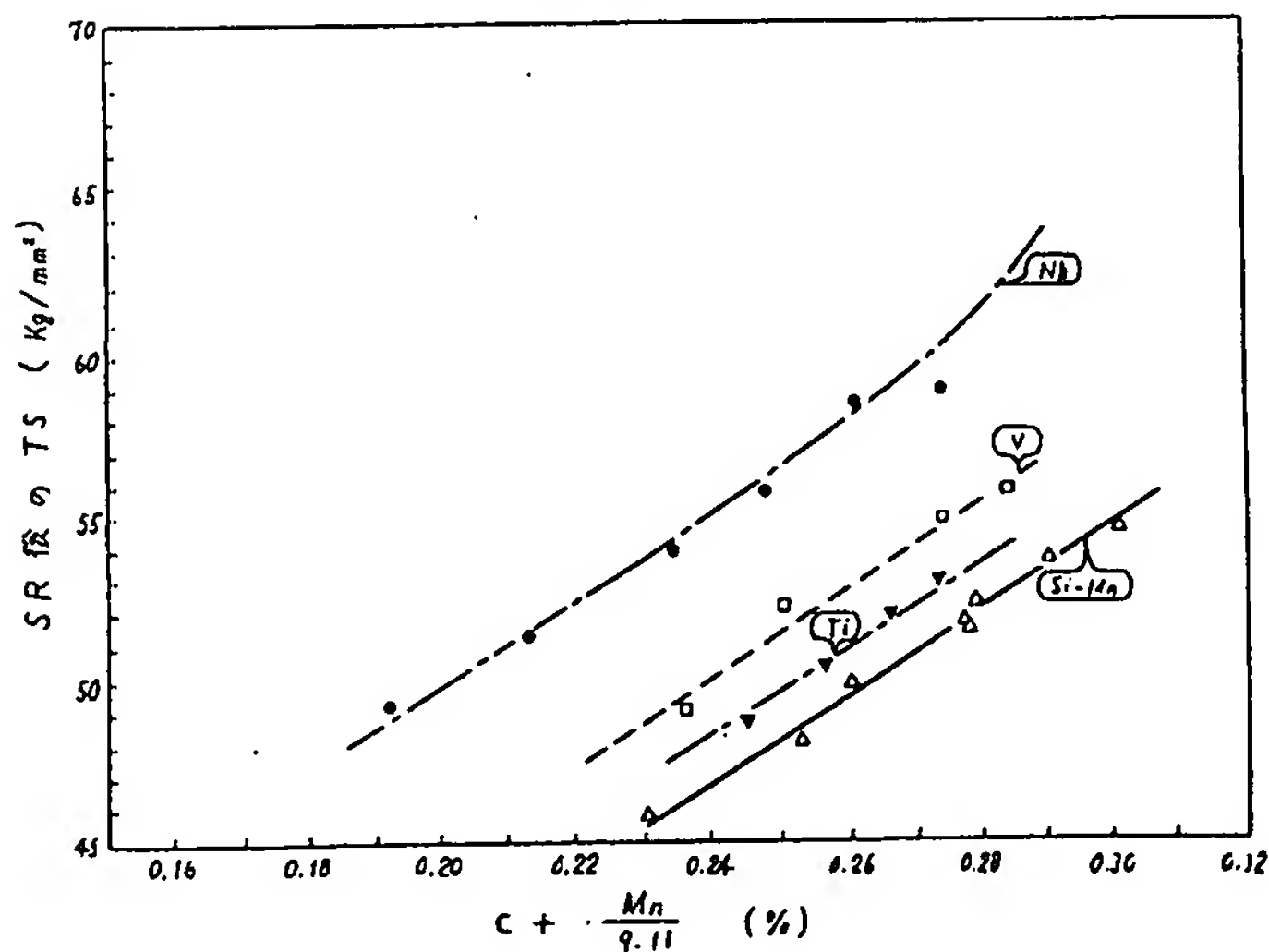
第 2 図



第 3 図



第 4 図



第 5 図

